

Генерация мелких азотно-кислородных доноров как метод исследования диффузии азота в кремнии

© В.В. Воронков, А.В. Батунина, Г.И. Воронкова, М.Г. Мильвидский*

Научно-исследовательский и проектный институт редкометаллической промышленности „Гиредмет“, 109017 Москва, Россия

* Институт химических проблем микроэлектроники, 109017 Москва, Россия

E-mail: icpm@mail.girnet.ru

(Поступила в Редакцию 25 ноября 2003 г.)

Распределение концентрации азота $C(z)$ после диффузии из объема образца на поверхность можно выявить с высокой точностью с помощью последующей термообработки в области средних температур (например, 650°C). Образующиеся при этом мелкие термодоноры — азотно-кислородные комплексы — имеют распределение по глубине в соответствии с профилем $C(z)$ и позволяют вычислить этот профиль. Данный метод применен для выявления зависимости $C(z)$ после диффузионного отжига при 950, 1000 и 1050°C . В присутствии высокой концентрации кислорода транспорт азота упрощается благодаря ускоренной диссоциации азотных димеров. С другой стороны, он несколько осложняется вследствие частичного окисления азотных мономеров. Полученные данные свидетельствуют о том, что последний эффект не является слишком сильным: димерная форма азота преобладает, диффузионный профиль контролируется комбинацией $D_1K^{1/2}$, где D_1 — коэффициент диффузии мономерного азота, а K — константа диссоциации.

Работа поддержана Российским фондом фундаментальных исследований (грант № 02-02-16053А).

1. Введение

Диффузия примеси азота в кремнии является технологически важным процессом. Кроме того, она позволяет получить ценную информацию о свойствах азота, в первую очередь о соотношении димерной формы N_2 (преобладающей при достаточно низких температурах) и мономерной формы N_1 . Существующие данные с этой точки зрения анализировались в работе [1], где было установлено, что при типичном уровне легирования кристаллов азотом (порядка 10^{15} cm^{-3}) и при обычных температурах диффузии (1100°C или ниже) в материале с низким содержанием кислорода преобладает димерная (практически неподвижная) форма азота. Однако доля подвижной мономерной формы значительна (порядка 10% при 1000°C). При приближении к точке плавления мономерная форма становится преобладающей.

Транспорт азота осуществляется путем диссоциации междоузельных димеров N_2 на подвижные междоузельные мономеры N_1 , которые диффундируют и образуют новые пары N_2 . В малоокислородном материале (например, полученном зонной плавкой — FZ) этот процесс осложняется неопределенностью [1] в величине времени диссоциации N_2 на два атома N_1 : по одним соображениям это время очень мало, по другим может достигать 5 min (при 1000°C).

Подобная неопределенность отсутствует в случае высокого содержания кислорода (например, в материале, полученном методом Чохральского, — CZ), поскольку кислород приводит к очень сильному каталитическому ускорению диссоциации [1]. С другой стороны, кислород может осложнить транспорт азота вследствие образования азотно-кислородных комплексов. Степень окисле-

ния азотных димеров оказывается незначительной при $T > 800^\circ\text{C}$ [1], но степень окисления азотных мономеров может в принципе оказаться достаточно большой, чтобы повлиять на диффузию азота. Таким образом, изучение диффузии азота в CZ-кремнии может дать новую интересную информацию как о диффузионных параметрах самого азота, так и о его возможном взаимодействии с кислородом.

С этой целью мы разработали и применили новую высокочувствительную методику выявления диффузионного профиля азота, которая основана на одновременном присутствии двух примесей — азота и кислорода. Известно, что термообработка такого материала в интервале средних температур (от 600 до 700°C) приводит к образованию специфических мелких термодоноров (МТД) — азотно-кислородных комплексов [2–6]. Исследование зависимости концентрации МТД от полной концентрации азота показало [5,6], что МТД являются комплексами N_1O_m из одного атома N_1 и m атомов кислорода (в среднем $m = 3$). Глубинный профиль МТД (например, выявленный методом сопротивления растекания) позволяет восстановить соответствующий диффузионный профиль азота.

2. Детали эксперимента

Образцы CZ-кремния (размером $12 \times 4 \times 1\text{ mm}$) вырезались из пластины кремния диаметром 150 mm. Кристалл был легирован азотом из расплава, концентрация азота C возрастала по его длине; она вычислялась с использованием известного коэффициента распределения азота [7] и контролировалась [5] методом SIMS —

масс-спектропии вторичных ионов. В пластине, из которой вырезались наши образцы, концентрация азота C составляла около $2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$. Для более корректного расчета C по коэффициенту распределения следует учитывать, что при температуре кристаллизации, несмотря на преобладание мономерного азота, имеется небольшая димерная компонента [1]. Это уточнение, однако, мало сказывается на калибровочной кривой, связывающей концентрацию C с концентрацией МТД.

Диффузионный отжиг образцов проводился при температурах 950, 1000 и 1050°C на воздухе. Длительность отжига (от 5 до 50 min) была достаточной для того, чтобы масштаб приповерхностной области, где концентрация $C(z)$ существенно уменьшилась в результате диффузии азота на поверхность образца, имел удобное для последующих изменений значение (несколько десятков микрон). После отжига образцы закалялись путем помещения их на массивную кремниевую шайбу.

Для генерации МТД после диффузионного отжига использовалась стандартная термообработка в режиме 650°C/3 h. В этом случае концентрация МТД достигает насыщения, которое соответствует равновесию между азотом, кислородом и продуктами их реакции, включая комплексы N_1O_m (МТД). Равновесное соотношение между N_s (концентрацией МТД) и полной концентрацией растворенного азота C (преимущественно в форме простых и окисленных димеров, а также в форме МТД) следует из закона действующих масс для соответствующих реакций [5,6]

$$N_s^2/(C - N_s) = R. \quad (1)$$

Равновесная константа R зависит от температуры T и концентрации кислорода $C_{\text{ок}}$ (в наших образцах $C_{\text{ок}}$ имела фиксированное значение — около $6.7 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ — при использовании калибровочного оптического коэффициента $2.45 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$). В этом случае константа R имела значение, близкое к $2.85 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$. Соотношение (1) хорошо выполняется в широком интервале C (от 10^{14} до $2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$). Его удобно записать в форме, которая позволяет конвертировать измеренное значение N_s непосредственно в искомую полную концентрацию азота C ,

$$C = N_s(1 + N_s/R). \quad (2)$$

Хотя соотношение (1) и значение константы R были получены для образцов однородных по концентрации азота, они применимы к любой точке диффузионного профиля $C(z)$, поскольку при относительно низкой температуре генерации МТД (650°C) диффузионное перераспределение азота между разными участками образца является несущественным. Таким образом, если глубинный профиль МТД $N_s(z)$ измерен, соответствующий диффузионный профиль азота $C(z)$ находится по формуле (2). Концентрация $N_s(z)$ максимальна в объеме образца (где диффузионная потеря азота незначительна) и пренебрежимо мала непосредственно у поверхности образца (где концентрация азота C сильно уменьшена вследствие стока азота на поверхность).

После диффузионного отжига (создающего профиль $C(z)$) и последующего активирующего отжига (создающего профиль $N_s(z)$) проводилось измерение сопротивления растекания на сколе или на скошенной путем шлифования поверхности. Наши образцы были слабо легированы бором (акцепторной примесью) до концентрации $N_a = 4 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$, которая менялась от образца к образцу в пределах $\pm 5\%$. Максимальная концентрация $N_s(z)$, достигаемая вдали от поверхности, не превышала $2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$. Поэтому p -тип проводимости всегда сохранялся по всей глубине образца, и измеренный профиль сопротивления растекания непосредственно конвертировался в профиль концентрации дырок $p(z)$. Поскольку $p(z) = N_a - N_s(z)$, интересующий нас профиль МТД выражается через эту дырочную концентрацию

$$N_s(z) = N_a - p(z). \quad (3)$$

Последовательность действий при вычислении диффузионного профиля азота следующая: а) измеряется профиль сопротивления растекания и осуществляется его конверсия в дырочный профиль $p(z)$; б) вычисляется профиль МТД по формуле (3); в) $N_s(z)$ -профиль конвертируется в диффузионный профиль азота $C(z)$ по формуле (2).

Для надежного выявления диффузионного профиля азота концентрация азота (в объеме образца) должна быть достаточной для того, чтобы генерируемые МТД вызывали заметное уменьшение концентрации дырок. Другими словами, N_s должна быть сравнимой с концентрацией бора N_a (или, по крайней мере, не слишком малой по сравнению с N_a). Таким образом, чувствительность данного метода сильно зависит от уровня легирования материала бором. При достаточно слабом легировании (например, при $N_a = 10^{13} \text{ см}^{-3}$) данный метод применим при относительно низкой объемной концентрации азота (порядка 10^{13} см^{-3}). Для сравнения стандартная методика SIMS применима только при концентрации азота, существенно превышающей $2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$.

3. Результаты и их обсуждение

Ожидаемый профиль концентрации дырок $p(z) = N_a - N_s(z)$ является монотонно убывающей функцией глубины z , причем концентрация дырок непосредственно у поверхности $p(0)$ должна совпадать с концентрацией бора N_a , поскольку концентрация азота в этой точке слишком мала, чтобы вызвать генерацию МТД. В ряде случаев измеренный профиль $p(z)$ соответствовал ожидаемому. Однако в других случаях наблюдалась аномальная форма кривой $p(z)$, которая будет обсуждаться отдельно.

Следует отметить, что в процессе диффузионного отжига наряду с диффузией азота на поверхность образца может происходить также преципитация азота. Последующая генерация МТД контролируется только азотом,

растворенным в кристалле. Возможная (частичная) потеря растворенного азота в результате преципитации в рамках данной методики проявляется как пониженная объемная концентрация МТД. Соответственно объемная концентрация азота C , рассчитанная по формуле (2), будет в этом случае существенно ниже, чем известная полная концентрация азота ($2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ в наших образцах). Другими словами, используемая методика выявления диффузионного профиля азота позволяет одновременно контролировать возможную потерю растворенного азота в результате преципитации. Оказалось, что преципитация азота становится заметной при достаточно длительных диффузионных отжигах (например, в течение 30 min при 1000°C). При более коротких отжигах преципитационная потеря азота была незначительной: рассчитанная объемная концентрация рас-

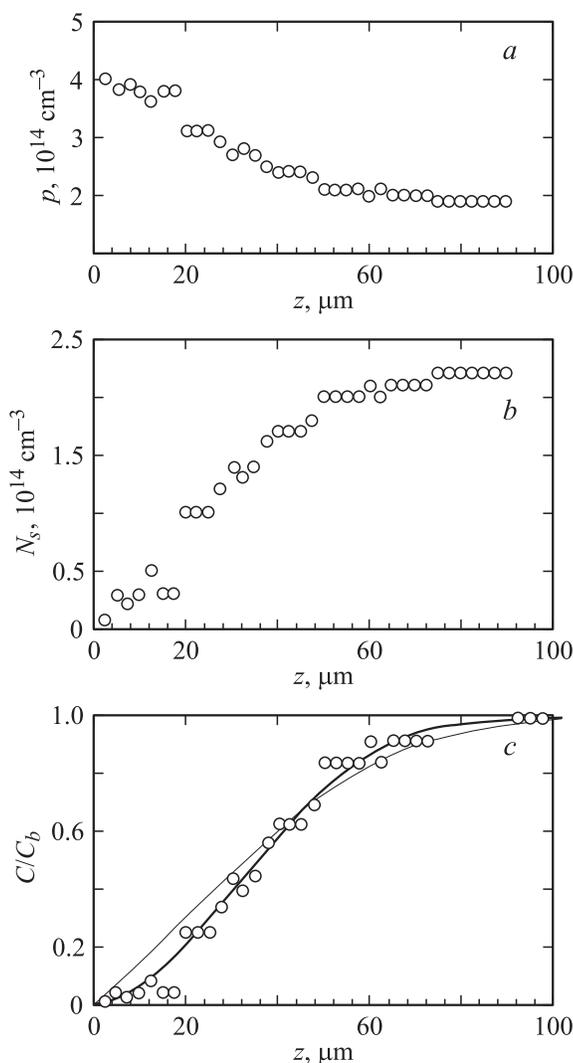


Рис. 1. Распределение по глубине z образца концентрации дырок (*a*), концентрации мелких термодоноров (*b*) и рассчитанной полной концентрации растворенного азота (нормированной на объемное значение C_b) (*c*). Случай диффузионного отжига при 1000°C в течение 15 min.

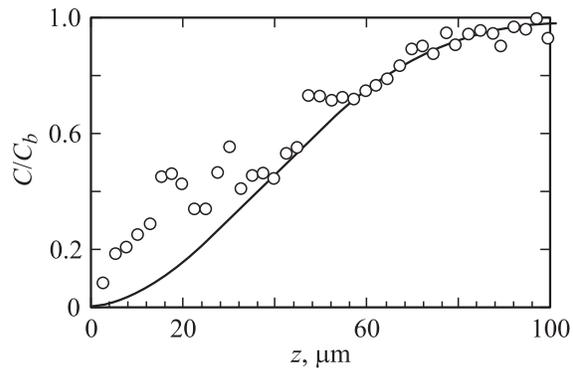


Рис. 2. Рассчитанный нормированный профиль азота после диффузионного отжига при 1000°C в течение 10 min.

творенного азота C практически совпадала с исходной полной концентрацией азота.

Пример применения описанной методики выявления диффузионного профиля азота приведен на рис. 1; он относится к случаю отжига в режиме $1000^\circ\text{C}/15 \text{ min}$. Профиль концентрации дырок (рис. 1, *a*) получен непосредственно из измеренного профиля сопротивления растекания. Профиль МТД (рис. 1, *b*) вычислен по формуле (3). Наконец, профиль растворенного азота (рис. 1, *c*) восстановлен по формуле (2). Он представлен в нормированном виде, удобном для анализа механизма диффузии: концентрация $C(z)$ нормирована на объемное значение концентрации азота C_b . Сплошные кривые на рис. 1, *c* представляют результат численного моделирования (обсуждаемого в следующем разделе).

Другой пример восстановления нормированного профиля азота показан на рис. 2 (для отжига в режиме $1000^\circ\text{C}/10 \text{ min}$). В данном случае очевидна некоторая нерегулярность в приповерхностной части профиля — в масштабе $20\text{--}30 \mu\text{m}$. Она отражает нерегулярность исходного дырочного профиля $p(z)$: приповерхностная концентрация дырок была несколько меньше, чем ожидаемое значение, равное концентрации бора N_a . Возможная причина этой аномалии состоит в диффузии некоторой донорной примеси с поверхности в объем образца. В этом случае приповерхностный участок профиля на рис. 2 должен игнорироваться при теоретическом описании диффузии азота.

Сходная приповерхностная аномалия (но более ярко выраженная) представлена на рис. 3 (для отжига в режиме $1000^\circ\text{C}/30 \text{ min}$). В рассчитанном по формуле (3) профиле концентрации доноров (рис. 3, *a*) присутствуют две ветви, очевидно, различного происхождения. Приповерхностная ветвь (до глубины $20 \mu\text{m}$) явно соответствует диффузионному проникновению некоторой донорной примеси с поверхности в объем. Остальная часть профиля может быть приписана МТД. Следовательно, в формально рассчитанном по формуле (2) диффузионном профиле азота (рис. 3, *b*) только более глубокий участок отражает действительную диффузию азота, в то

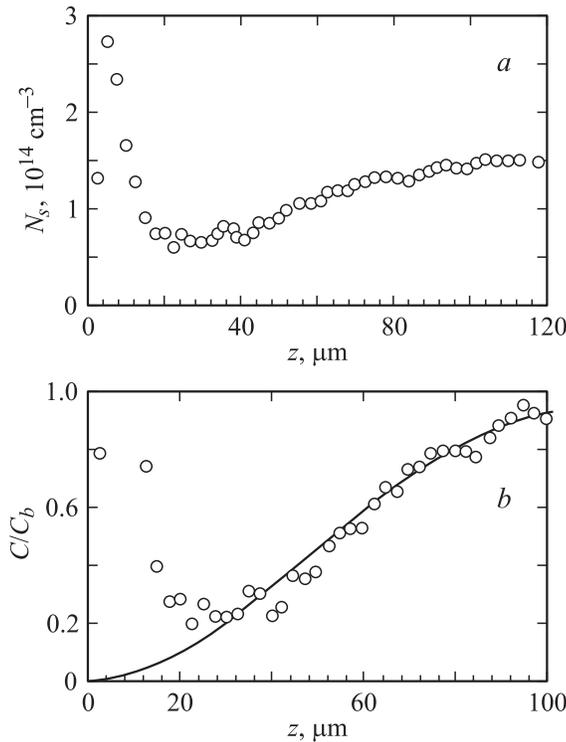


Рис. 3. Профиль доноров (а) и соответствующий нормированный профиль азота (b) после диффузии при 1000°C в течение 30 min.

время как приповерхностный участок — это артефакт, вызванный поверхностным загрязнением. Загрязняющая донорная примесь характеризуется относительно низким коэффициентом диффузии: $3 \cdot 10^{-10} \text{ cm}^2\text{s}$ (согласно наблюдаемой глубине ее проникновения). По этой причине только часть диффузионного профиля азота оказывается искаженной; можно считать, что остальная (более глубокая) часть дает истинный профиль диффузии.

Объемная концентрация МТД (на глубине более $90 \mu\text{m}$, рис. 3, а) имеет относительно низкое значение; соответственно рассчитанная объемная концентрация C_b растворенного азота является пониженной — около 10^{15} cm^{-3} , что составляет только 50% от полной концентрации азота. Это означает, что в данном случае, когда длительность отжига при 1000°C была максимальной (3 min) примерно половина первоначально растворенного азота оказалась потерянной, т.е. перешедшей в преципитаты (вероятно, частицы нитрида кремния).

4. Моделирование диффузионных профилей азота в кислородосодержащем кремнии

Как уже отмечалось выше, в материале с высоким содержанием кислорода (CZ-кремния) диссоциация азотных димеров N_2 на мономеры N_1 (и соответственно обратная реакция объединения мономеров в димеры)

происходит быстро. Механизм ускоренной диссоциации состоит в предварительном образовании комплексов N_2O и их последующей диссоциации на N_1O и N_1 (в свою очередь комплексы N_1O быстро диссоциируют на N_1 и O). Быстропротекающие реакции свидетельствуют о том, что концентрации всех реагентов (простых и окисленных азотных димеров, простых и окисленных азотных мономеров) находятся в равновесном соотношении. В частности, концентрация C_2 димеров N_2 и концентрация C_1 мономеров N_1 связаны законом действующих масс

$$C_1^2/C_2 = K, \tag{4}$$

где K — равновесная константа диссоциации N_2 на два мономера N_1 . При температуре диффузии (около 1000°C) оцененное значение константы K равно 10^{14} cm^{-3} или меньше [1]. Наряду с N_1 и N_2 в кислородосодержащем материале присутствуют окисленные мономеры N_1O_m с разным числом атомов кислорода m (с полной концентрацией C_1^*) и окисленные димеры N_2O_m с разным числом атомов кислорода m (с полной концентрацией C_2^*). Вклад C_2^* в полную концентрацию азота незначителен, в то время как вклад C_1^* может быть в принципе существенным [1]. Поэтому для полной концентрации азота C следует использовать выражение

$$C = C_1 + 2C_2 + C_1^* = C_1(1 + G + 2C_1/K). \tag{5}$$

Отношение концентраций C_1^*/C_1 (окисленных и простых мономеров) является константой, обозначенной через G ; эта константа зависит от температуры и концентрации кислорода C_{ox} (которая имеет фиксированное значение в наших образцах).

Профиль $C(z, t)$ меняется со временем благодаря диффузии подвижных мономеров N_1 (имеющих коэффициент диффузии D_1):

$$\partial C/\partial t = D_1 \partial^2 C_1/\partial z^2. \tag{6}$$

В частности, в малоокислородном (FZ) материале, когда вклад окисленных мономеров незначителен, система уравнений (5) и (6) свелась бы к одному нелинейному уравнению

$$(1 + 4C_1/K) \partial C_1/\partial t = D_1 \partial^2 C_1/\partial z^2. \tag{7}$$

При существенном вкладе окисленных мономеров удобно ввести полную концентрацию азотных мономеров (простых и окисленных) $C_{1t} = C_1 + C_1^*$. Она удовлетворяет тому же уравнению (7), но с эффективными константами вместо K и D_1

$$(1 + 4C_{1t}/K_e) \partial C_{1t}/\partial t = D_{1e} \partial^2 C_{1t}/\partial z^2. \tag{8}$$

Эффективный коэффициент диффузии D_{1e} равен произведению D_1 и доли подвижной мономерной формы N_1 среди простых и окисленных мономеров

$$D_{1e} = D_1/(1 + G). \tag{9}$$

Эффективная константа диссоциации K_e связывает полную концентрацию (простых и окисленных) мономеров C_{1t} и концентрацию димеров: $C_{1t}^2/C_2 = K_e$. Она выражается через K и G

$$K_e = K(1 + G)^2. \quad (10)$$

Величина константы K_e определяет, какая концентрация (C_2 или C_{1t}) вносит преобладающий вклад в полную концентрацию азота $C = C_{1t} + 2C_2$.

Если $K_e \ll C$, то преобладает димерная форма. Полная концентрация C близка к $2C_2$, а мономерная концентрация C_{1t} приблизительно равна $(K_e C/2)^{1/2}$. В этом случае уравнение (8) содержит только одну комбинацию $D_{1e} K_e^{1/2}$ и двух параметров D_{1e} и K_e . Существенно, что эта комбинация равна $D_1 K^{1/2}$, т.е. не зависит от степени окисления мономеров. Уравнение диффузии (8) является нелинейным, и его решение существенно отличается от обычного линейного случая, когда диффузионный профиль описывается функцией erf. Транспорт азота включает в себя диссоциацию преобладающей димерной формы, и данный случай может быть отнесен к диссоциативному механизму диффузии.

Если же $K_e \gg C$, то преобладает форма с одним атомом азота (преимущественно комплексы $N_1 O_m$). В этом случае уравнение (8) сводится к обычному линейному уравнению диффузии, содержащему только один параметр — эффективный коэффициент диффузии мономеров D_{1e} . Диффузионный профиль описывается функцией erf.

В малоокислородном кремнии выполняется критерий диссоциативной диффузии $K_e \ll C$, в то время как в CZ-кремнии соотношение между K_e и C заранее неизвестно, и поэтому нужно исследовать оба предельных случая. Предполагая, что $K_e \ll C$, подберем наилучшее значение параметра диссоциативной диффузии $D_1 K^{1/2}$, при котором среднеквадратичное отклонение теоретического диффузионного профиля (рассчитанного по уравнению (8)) от экспериментального профиля $C(z)$ является минимальным. Предполагая противоположное неравенство $K_e \gg C$, аналогичным образом подберем наилучшее значение параметра D_{1e} . Наилучшие теоретические профили для этих двух случаев показаны сплошными линиями на рис. 1, с. В случае диссоциативной диффузии (жирная кривая) получается довольно хорошее описание экспериментальных точек; найденное значение параметра $D_1 K^{1/2}$ равно $0.67 \text{ cm}^{1/2}/\text{s}$. В случае линейной диффузии (профиль, близкий к erf, показанный тонкой линией на рис. 1, с) описание заметно хуже: с эффективным коэффициентом диффузии $D_{1e} = 1.4 \cdot 10^{-8} \text{ cm}^2/\text{s}$.

Можно заключить, что в образцах CZ-кремния выполняется критерий диссоциативной диффузии: $K_e \ll C$. Согласно выражению (10), это означает, что доля неокисленных мономеров $C_1/C_{1t} = 1/(1 + G)$ существенно выше, чем $(K/C)^{1/2}$, т.е. выше величины, равной примерно 20%. Эта оценка не исключает случая значительного окисления азотных мономеров (когда отношение

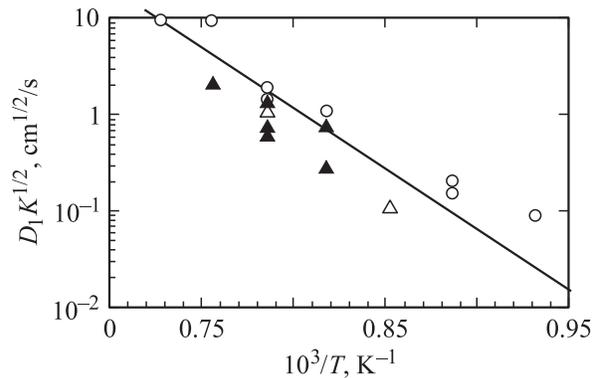


Рис. 4. Значения параметра диссоциативной диффузии $D_1 K^{1/2}$, полученные в настоящей работе (темные треугольники) и рассчитанные в [1] на основании других данных (светлые символы).

$G = C_1^*/C_1$ составляет величину порядка единицы), но определенно исключает возможность очень сильного окисления (когда $G \gg 1$).

Интересно отметить, что в FZ-кремнии диффузионный профиль азота, измеренный методом SIMS для тех же условий диффузионного отжига (в режиме $1000^\circ\text{C}/15 \text{ min}$), хорошо описывается обычным erf-профилем [8], несмотря на то что критерий диссоциативной диффузии ($K \ll C$) заведомо выполняется. Возможной причиной кажущегося противоречия может быть низкая скорость диссоциации азотных димеров в FZ-кремнии (при низкой концентрации кислорода) с характерным временем τ , сравнимым с длительностью отжига. В этом случае форма профиля зависит не только от параметра $D_1 K^{1/2}$, но и от времени диссоциации τ и может быть близкой к erf [1].

Другие измеренные нами диффузионные профили характеризуются либо некоторым приповерхностным искажением (ввиду проникновения загрязняющей донорной примеси), либо значительной преципитацией азота. В первом случае неискаженный (более глубокий) участок профиля недостаточен для того, чтобы отдать предпочтение одной из двух противоположных моделей, описанных выше. С учетом сделанного выше вывода о диссоциативном механизме транспорта азота ($K_e \ll C$) были найдены следующие значения $D_1 K^{1/2}$ (параметра диссоциативной диффузии): $1.5 \text{ cm}^{1/2}/\text{s}$ (по профилю после отжига в режиме $1000^\circ\text{C}/10 \text{ min}$); $0.3 \text{ cm}^{1/2}/\text{s}$ (по профилю $950^\circ\text{C}/20 \text{ min}$). Если обработать также профили с заметной преципитацией азота, предполагая, что форма нормированного профиля $C(z)/C_b$ мало искажена вследствие преципитации, то получают следующие дополнительные значения диссоциативного параметра (в $\text{cm}^{1/2}/\text{s}$): 2.25 ($1050^\circ\text{C}/10 \text{ min}$); 0.8 ($1000^\circ\text{C}/30 \text{ min}$); 0.8 ($950^\circ\text{C}/50 \text{ min}$).

Все полученные в данной работе значения диссоциативного параметра приведены на рис. 4 (темные треугольники). Рассчитанные ранее [1] на основе анализа диффузии в имплантированных слоях азота и в FZ-крем-

нии, легированном азотом, значения показаны светлыми символами (треугольники относятся к CZ-материалу, кружки — к FZ-материалу). Несмотря на значительный разброс точек, имеется качественное согласие между этими данными. В среднем температурная зависимость диссоциативного параметра характеризуется энергией активации, близкой к 2.5 eV (прямая линия на рис. 4). Эта энергия складывается из энергии миграции азотного мономера N_1 и из половины энергии связи димера N_2 . Согласно [1], энергия связи димера равна 2.2 eV или несколько больше, что оставляет для энергии миграции мономера величину около 1.4 eV или несколько меньше.

5. Заключение

Диффузионный профиль азота в кислородосодержащем кремнии может быть выявлен новым высокочувствительным методом, в основу которого положена генерация МТД при достаточно длительной термообработке в области средних температур (при 650°C в данной работе). В отличие от стандартной методики SIMS данный метод применим при относительно низкой концентрации азота, зависящей от уровня легирования материала акцепторной (или донорной) примесью. Концентрация МТД (азотно-кислородных комплексов) является функция полной концентрации азота. Профиль МТД (полученный измерением сопротивления растекания) конвертируется в диффузионный профиль азота.

С использованием этой методики показано, что транспорт азота в CZ-кремнии, так же как и в FZ-кремнии, происходит по диссоциативному механизму: преобладающие азотные димеры N_2 (практически неподвижные) диссоциируют на подвижные мономеры N_1 , которые и осуществляют перенос примеси азота. В этом случае уравнение диффузии нелинейно, и форма диффузионного профиля существенно отличается от обычной (описываемой функцией erf). Этот важный результат означает, что доля окисленных (неподвижных) мономеров не слишком велика в CZ-материале при температуре диффузии (около 1000°C в настоящей работе). В противоположном случае преобладающей формой азота в CZ-кремнии были бы не димеры, а окисленные мономеры, и транспорт азота соответствовал бы обычной линейной диффузии с некоторым эффективным коэффициентом диффузии.

Обработка измеренных диффузионных профилей позволила получить ряд значений диссоциативного параметра $D_1 K^{1/2}$. Эти данные согласуются с ранее известными значениями указанного параметра. В совокупности все данные дают хорошо выраженную температурную зависимость диссоциативного параметра, несмотря на довольно значительный разброс точек для разных образцов. Причина такого разброса остается неясной. Очевидно, требуется исследовать гораздо большее количество образцов, чтобы получить более надежные усредненные значения диссоциативного параметра.

Список литературы

- [1] V.V. Voronkov, R. Falster. Proc. of the GADEST (2003).
- [2] M. Suezawa, K. Sumino, H. Harada, T. Abe. Jpn. J. Appl. Phys. (Pt 1) **25**, L859 (1986).
- [3] D. Yang, R. Fan, L. Li, D. Que, K. Sumino. Appl. Phys. Lett. **68**, 487 (1996).
- [4] A. Hara, M. Aoki, M. Koizuka, T. Fukuda. J. Appl. Phys. **75**, 2929 (1994).
- [5] V.V. Voronkov, M. Porrini, P. Collareta, M.G. Pretto, R. Scala, R. Falster, G.I. Voronkova, A.V. Batunina, V.N. Golovina, L.V. Arapkina, A.S. Guliaeva, M.G. Milvidski. J. Appl. Phys. **89**, 4289 (2001).
- [6] В.В. Воронков, А.В. Батунина, Г.И. Воронкова, В.Н. Головина, Л.В. Арапкина, Н.Б. Тюрина, А.С. Гуляева, М.Г. Мильвидский. ФТТ **44**, 700 (2002).
- [7] Y. Yatsurugi, N. Akijama, Y. Endo, T. Nozaki. J. Electrochem. Soc. **120**, 975 (1973).
- [8] T. Itoh, T. Abe. Appl. Phys. Lett **53**, 39 (1988).